

ВЛИЯНИЕ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ЖАРОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА

Нарыгина И.В., Попова М.А., Степанов С.И., Латынцева Т.В.

Руководитель – доц., к.т.н. Демаков С.Л.

ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого
Президента России Б.Н.Ельцина», г. Екатеринбург

i.v.narygina@ustu.ru

Достижение высокого уровня прочности для жаропрочных титановых сплавов не менее важно, чем для конструкционных, но, как правило, повышение прочности сопровождается снижением термической стабильности, выражающееся в катастрофическом снижении пластичности после длительных сроков эксплуатации. Причем пластичность снижается тем резче, чем выше температура и продолжительнее период ее воздействия.

Многочисленные исследования показали, что одним из перспективных путей повышения термической стабильности и жаропрочности традиционных сплавов на основе титана является использование эффекта интерметаллидного упрочнения сплава дисперсными выделениями упорядоченной α_2 -фазы на основе алюминидов титана Ti_3Al , достижение которого осуществляется с применением операций старения пересыщенного твердого раствора. Однако практически нет единого мнения как о роли дисперсных интерметаллидных частиц, так и совместного влияния частиц алюминидов и силицидов в формировании комплекса служебных свойств сплава. В связи с этим глубокой проблемой, требующей решения, является изучение закономерностей выделения силицидов и алюминидов в жаропрочном титановом сплаве типа ВТ9, их совместного влияния на кинетику выделения, а также их роли в формировании эксплуатационных свойств сплава с целью определения возможности их улучшения.

Материалом исследования служили горячекатаные прутки диаметром 22 мм из опытного жаропрочного ($\alpha+\beta$)-титанового сплава системы $Ti-8,3Al-2,2Zr-2,1Mo-0,2Si-0,15Fe$ с алюминиевым эквивалентом и коэффициентом β -стабилизации равными 8,7 и 0,22 соответственно. Температура полиморфного превращения сплава, определенная методом дифференциальной сканирующей калориметрии, составила 1040 °С.

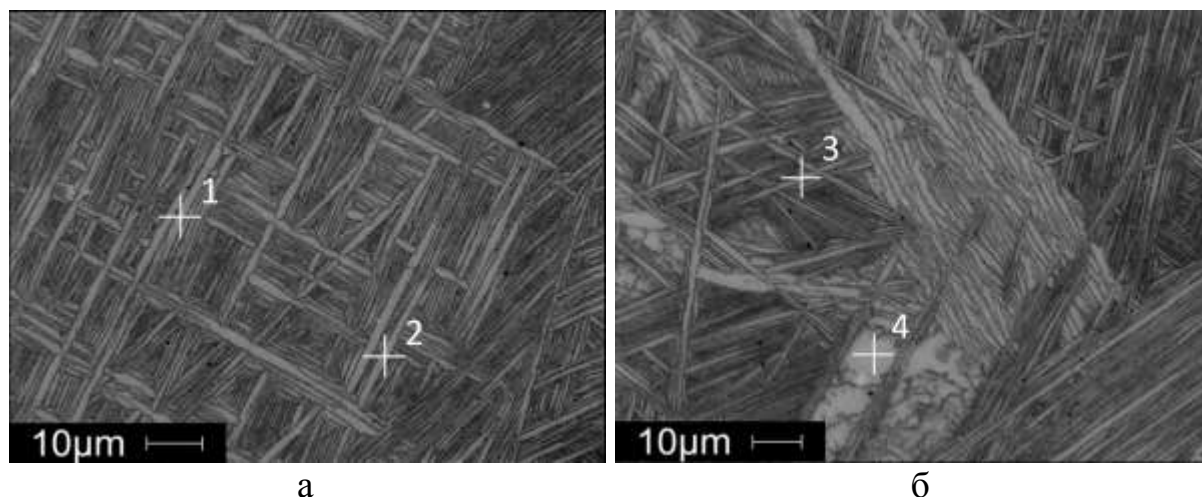
Схема термической обработки полуфабрикатов включала в себя высокотемпературную обработку в β -области при 1100 °С в течение кратковременной 10 минут и длительной 1 час выдержек с охлаждением на

воздухе и последующее старение в диапазоне температур 500...700 °С с шагом 50 °С с выдержками 10, 25 и 85 часов.

Основными методами исследования служили оптическая металлография, растровая и просвечивающая электронная микроскопии, микрорентгеноспектральный анализ, рентгеноструктурный фазовый анализ и микродюрометрия.

Проведение упрочняющей термической обработки сплава позволило выявить следующие закономерности.

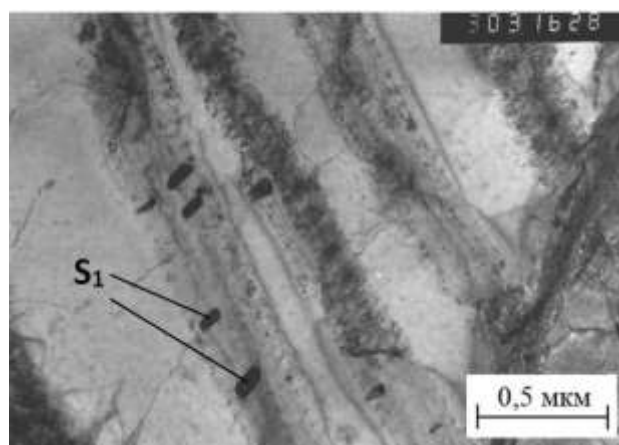
Варьирование параметров обработки в β -области при 1100 °С, в частности продолжительности выдержки, приводит к формированию типичной для псевдо- α -сплавов пластинчатой ($\alpha+\beta$)-структуры. При этом как по морфологии структурных составляющих, так и по распределению химических элементов в твердом растворе матрицы при длительной выдержке 1 час структура является однородной (рис. 1 а), а при кратковременной выдержке 10 минут – неоднородной (рис. 1 б).



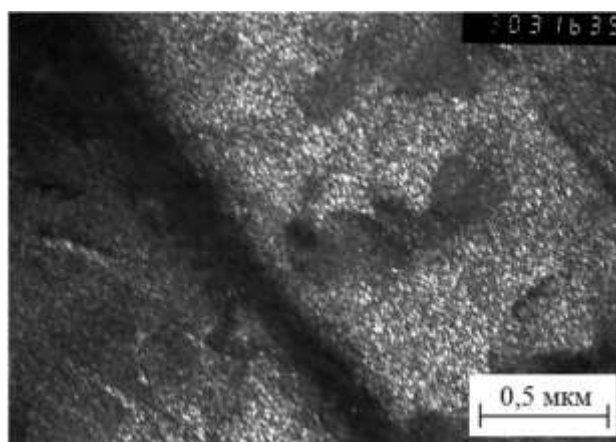
Место съемки	Содержание основных элементов сплава, вес. %					
	Ti	Al	Zr	Si	Mo	Fe
Область 1	85,48	9,23	2,45	0,43	2,27	0,15
Область 2	85,78	9,46	2,20	0,16	2,18	0,21
Область 3	85,60	9,47	2,27	0,35	2,30	0,00
Область 4	85,15	8,80	2,49	0,33	3,13	0,10

Рис. 1. Микроструктура и локальный химический состав в отмеченных точках различных участков (а, б) образцов сплава Ti-8,3Al-2,2Zr-2,1Mo-0,2Si-0,15Fe после нагрева в β -область с кратковременной (а) и длительной (б) выдержками и охлаждения на воздухе

Распад β -твердого раствора в ходе последующего низкотемпературного старения в интервале 500...550 °С осуществляется за счет перераспределения легирующих элементов между α - и β -фазами с эпитаксиальным ростом α -фазы, а при более высоких температурах 600...700 °С сопровождается выделением третьих фаз – дисперсных частиц упорядоченной α_2 -фазы на основе алюминида титана Ti_3Al (рис. 2 б) и силицидов типа $(Ti, Zr)_5Si_3$, обозначаемых S_1 , (рис. 2 а).



а



б

Рис. 2. Структура исследуемого сплава $Ti-8,3Al-2,2Zr-2,1Mo-0,2Si-0,15Fe$, предварительно подвергнутого высокотемпературной обработке с кратковременной выдержкой, после старения при 700 °С выдержками 10 (а) и 25 часов (б): светлопольное изображение (а), темнопольное изображение в свете рефлекса (001) α_2 -фазы (б)

Подтверждено, что формирование частиц силицидов типа S_1 происходит на межфазных α/β -границах, а последующий их рост осуществляется в сторону β -фазы, тогда как зарождение и рост высокодисперсных α_2 -частиц происходит в теле α -пластин.

Увеличение продолжительности выдержки при обработке в β -области от 10 минут до 1 часа способствует смещению температурно-временных интервалов выделения интерметаллидных частиц в большую сторону: начало выделения алюминидов α_2 и силицидов S_1 в сплаве, испытывавшем кратковременную выдержку в β -области, зафиксировано при обработках 550 °С, 85 часов и 600 °С, 10 часов соответственно, тогда как в сплаве, испытывавшем длительную выдержку в β -области, при обработках 600 °С, 10 часов и 600 °С, 25 часов соответственно, и более интенсивному распаду метастабильных фаз, приводя к более высокому уровню микротвердости ~ 425 МПа.

С целью получения высокого уровня прочностных свойств, жаропрочности и термической стабильности предложен следующий режим термической обработки – высокотемпературная обработка при 1100 °С, 1 час, воздух и последующее старение при 600 °С, 10 часов – обеспечивающее выделению высокодисперсных частиц α_2 -фазы, сохранению атомов кремния в твердом растворе α -матрицы и подавлению процесса образования силицидных частиц (наличие которых, как правило, понижает характеристики жаропрочности).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках гранта РФФИ-«Урал» №10-03-96073, а также финансовой поддержке молодых ученых УрФУ в рамках реализации программы развития УрФУ.